

(19)日本国特許庁 (J P)

## (12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平10-60608

(43)公開日 平成10年(1998)3月3日

(51)Int.Cl. <sup>4</sup>	識別記号	片内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 3		C 2 2 C 38/00	3 0 3 S
G 1 1 B 5/127			G 1 1 B 5/127	F
H 0 1 F 1/14			H 0 1 F 1/14	Z

審査請求 有 請求項の数5 F D (全 8 頁)

(21)出願番号 特願平9-124804  
 (62)分割の表示 特願平3-22791の分割  
 (22)出願日 平成3年(1991)1月23日  
 (31)優先権主張番号 特願平2-108308  
 (32)優先日 平2(1990)4月24日  
 (33)優先権主張国 日本(J P)

(71)出願人 000010098  
 アルプス電気株式会社  
 東京都大田区雪谷大塚町1番7号  
 (71)出願人 391008456  
 増本 健  
 宮城県仙台市青葉区上杉3丁目8番22号  
 (71)出願人 591112625  
 井上 明久  
 宮城県仙台市青葉区川内元支倉35番地 川  
 内住宅11-806  
 (74)代理人 弁理士 志賀 正武 (外2名)

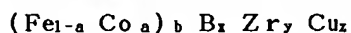
最終頁に続く

(54)【発明の名称】 高飽和磁束密度F e系軟磁性合金

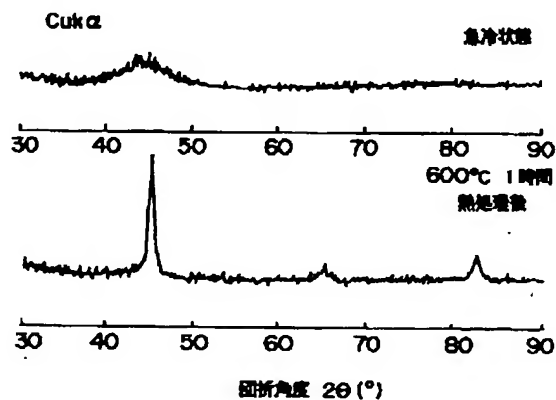
## (57)【要約】

【課題】 本発明は、15 k G以上の高い高飽和磁束密度と優れた実効高透磁率を兼備し、かつ高い機械強度と高い熱安定性を併せ持つF e系軟磁性合金を提供することを目的とする。

【解決手段】 本発明は、次式で示される組成からなり、飽和磁束密度B<sub>s</sub>が15 k G以上であって、非晶質相と非晶質相から熱処理により析出させたb c c構造のF eの微細結晶粒を主体としてなることを特徴とする。



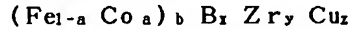
ただし、 $a \leq 0.05$ 、 $8.4 \text{ 原子}\% \leq b \leq 9.2 \text{ 原子}\%$ 、 $2 \text{ 原子}\% \leq x \leq 8 \text{ 原子}\%$ 、 $4 \text{ 原子}\% \leq y \leq 8 \text{ 原子}\%$ 、 $1 \text{ 原子}\% \leq z \leq 3 \text{ 原子}\%$ の関係を満足するものとする。



1

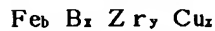
## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 次式で示される組成からなり、飽和磁束密度Bsが15kG以上であって、非晶質相と非晶質相から熱処理により析出させたbcc構造のFeの微細結晶粒を主体としてなることを特徴とする高飽和磁束密度Fe系軟磁性合金。



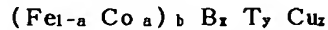
ただし、 $a \leq 0.05$ 、 $84\text{原子}\% \leq b \leq 92\text{原子}\%$ 、 $2\text{原子}\% \leq x \leq 8\text{原子}\%$ 、 $4\text{原子}\% \leq y \leq 8\text{原子}\%$ 、 $1\text{原子}\% \leq z \leq 3\text{原子}\%$ の関係を満足するものとする。

【請求項2】 次式で示される組成からなり、飽和磁束密度Bsが15kG以上であって、非晶質相と非晶質相から熱処理により析出させたbcc構造のFeの微細結晶粒を主体としてなることを特徴とする高飽和磁束密度Fe系軟磁性合金。



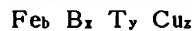
ただし、 $84\text{原子}\% \leq b \leq 92\text{原子}\%$ 、 $2\text{原子}\% \leq x \leq 8\text{原子}\%$ 、 $4\text{原子}\% \leq y \leq 8\text{原子}\%$ 、 $1\text{原子}\% \leq z \leq 3\text{原子}\%$ の関係を満足するものとする。

【請求項3】 次式で示される組成からなり、飽和磁束密度Bsが15kG以上であって、非晶質相と非晶質相から熱処理により析出させたbcc構造のFeの微細結晶粒を主体としてなることを特徴とする高飽和磁束密度Fe系軟磁性合金。



ただし、Tは、ZrとNbからなり、 $a \leq 0.05$ 、 $84\text{原子}\% \leq b \leq 92\text{原子}\%$ 、 $2\text{原子}\% \leq x \leq 8\text{原子}\%$ 、 $4\text{原子}\% \leq y \leq 8\text{原子}\%$ 、 $1\text{原子}\% \leq z \leq 3\text{原子}\%$ 、 $Zr/Nb \leq 4$ の関係を満足するものとする。

【請求項4】 次式で示される組成からなり、飽和磁束密度Bsが15kG以上であって、非晶質相と非晶質相から熱処理により析出させたbcc構造のFeの微細結晶粒を主体としてなることを特徴とする高飽和磁束密度Fe系軟磁性合金。



ただし、Tは、ZrとNbからなり、 $84\text{原子}\% \leq b \leq 92\text{原子}\%$ 、 $2\text{原子}\% \leq x \leq 8\text{原子}\%$ 、 $4\text{原子}\% \leq y \leq 8\text{原子}\%$ 、 $1\text{原子}\% \leq z \leq 3\text{原子}\%$ 、 $Zr/Nb \leq 4$ の関係を満足するものとする。

【請求項5】 前記組成において、 $2/3 \leq Zr/Nb \leq 4$ の関係を満足することを特徴とする請求項3または請求項4に記載の高飽和磁束密度Fe系軟磁性合金。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、磁気ヘッド、トランス、チョークコイル等に用いられる軟磁性合金に関するものであり、特に、高飽和磁束密度で軟磁気特性に優れたFe系軟磁性合金に関する。

## 【0002】

【従来の技術】磁気ヘッド、トランス、チョークコイ

2

ル等に用いられる軟磁性合金において一般的に要求される諸特性は以下の通りである

①飽和磁束密度が高いこと。

②透磁率が高いこと。

③低保磁力であること。

④薄い形状が得やすいこと。

【0003】また、磁気ヘッドに対しては、前記①～④に記載の特性の他に耐摩耗性の観点から以下の特性が要求される。

10 ⑤硬度が高いこと。

【0004】従って軟磁性合金あるいは磁気ヘッドを製造する場合、これらの観点から種々の合金系において材料研究がなされている。従来、前述の用途に対しては、センダスト、パーマロイ、けい素鋼等の結晶質合金が用いられ、最近ではFe基およびCo基の非晶質合金も使用されるようになってきている。

## 【0005】

【発明が解決しようとする課題】しかるに磁気ヘッドの場合、高記録密度化に伴う磁気記録媒体の高保磁力化に対応するため、より好適な高性能磁気ヘッド用の磁性材料が望まれている。またトランス、チョークコイルの場合は、電子機器の小型化に伴い、より一層の小型化が必要であるため、より高性能の磁性材料が望まれている。

【0006】ところが、前記のセンダストは、軟磁気特性には優れたものの、飽和磁束密度が約11KGと低い欠点があり、パーマロイも同様に、軟磁気特性に優れた合金組成においては、飽和磁束密度が約8KGと低い欠点があり、けい素鋼は飽和磁束密度は高いものの軟磁気特性に劣る欠点がある。

30 【0007】一方、非晶質合金において、Co基合金は軟磁気特性に優れたものの飽和磁束密度が10KG程度と不十分である。また、Fe基合金は飽和磁束密度が高く、15KGあるいはそれ以上のものが得られるが、軟磁気特性が不十分である。また、非晶質合金の熱安定性は十分ではなく、未だ未解決の面がある。前述のごとく高飽和磁束密度と優れた軟磁気特性を兼備することは難しい。

【0008】本発明の目的は、15kG以上の高い高飽和磁束密度と優れた実効高透磁率を兼備し、かつ高い機械強度と高い熱安定性を併せ持つFe系軟磁性合金を提供することである。

【0009】本発明は前記問題点を解決するために以下の特別な組成を有したものであり、従来実用合金と同程度あるいはより優れた軟磁気特性を有し、しかも高い飽和磁束密度を併せ持ち、かつ高い機械強度と高い熱安定性を併せ持つFe系軟磁性合金を得ることに成功し、本発明に想到した。

## 【0010】

【課題を解決するための手段】本発明に係る高飽和磁束密度Fe系軟磁性合金は前記課題を解決するために、次

50

3

式で示される組成からなり、飽和磁束密度Bsが15kG以上であって、非晶質相と非晶質相から熱処理により析出させたbcc構造のFeの微細結晶粒を主体となることを特徴とする。  $(Fe_{1-a}Co_a)_bB_xT_yCu_z$

ただし、 $a \leq 0.05$ 、 $84\text{原子}\% \leq b \leq 92\text{原子}\%$ 、 $2\text{原子}\% \leq x \leq 8\text{原子}\%$ 、 $4\text{原子}\% \leq y \leq 8\text{原子}\%$ 、 $1\text{原子}\% \leq z \leq 3\text{原子}\%$ の関係を満足するものとする。

【0011】次に本発明に係る高飽和磁束密度Fe系軟磁性合金は前記課題を解決するために、次式で示される組成からなり、飽和磁束密度Bsが15kG以上であって、非晶質相と非晶質相から熱処理により析出させたbcc構造のFeの微細結晶粒を主体となることを特徴とする。  $Fe_bB_xZr_yCu_z$

ただし、 $84\text{原子}\% \leq b \leq 92\text{原子}\%$ 、 $2\text{原子}\% \leq x \leq 8\text{原子}\%$ 、 $4\text{原子}\% \leq y \leq 8\text{原子}\%$ 、 $1\text{原子}\% \leq z \leq 3\text{原子}\%$ の関係を満足するものとする。

【0012】次に本発明に係る高飽和磁束密度Fe系軟磁性合金は、前記課題を解決するために、次式で示される組成からなり、飽和磁束密度Bsが15kG以上であって、非晶質相と非晶質相から熱処理により析出させたbcc構造のFeの微細結晶粒を主体となることを特徴とする。  $(Fe_{1-a}Co_a)_bB_xT_yCu_z$

ただし、Tは、ZrとNbからなり、 $a \leq 0.05$ 、 $84\text{原子}\% \leq b \leq 92\text{原子}\%$ 、 $2\text{原子}\% \leq x \leq 8\text{原子}\%$ 、 $4\text{原子}\% \leq y \leq 8\text{原子}\%$ 、 $1\text{原子}\% \leq z \leq 3\text{原子}\%$ 、 $0 \leq Zr/Nb \leq 4$ の関係を満足するものとする。更に本発明に係る高飽和磁束密度Fe系軟磁性合金は、前記課題を解決するために、次式で示される組成からなり、飽和磁束密度Bsが15kG以上であって、非晶質相と非晶質相から熱処理により析出させたbcc構造のFeの微細結晶粒を主体となることを特徴とする。  $Fe_bB_xT_yCu_z$

ただし、Tは、ZrとNbからなり、 $84\text{原子}\% \leq b \leq 92\text{原子}\%$ 、 $2\text{原子}\% \leq x \leq 8\text{原子}\%$ 、 $4\text{原子}\% \leq y \leq 8\text{原子}\%$ 、 $1\text{原子}\% \leq z \leq 3\text{原子}\%$ 、 $0 \leq Zr/Nb \leq 4$ の関係を満足するものとする。また、前記組成において、 $2/3 \leq Zr/Nb \leq 4$ の関係を満足することが好ましい。

【0013】

【発明の実施の形態】以下に本発明を更に詳細に説明する。本発明の高飽和磁束密度Fe系軟磁性合金は、前記組成の非晶質合金あるいは非晶質相を含む結晶質合金を溶湯から急冷することにより得る工程と、スパッタ法あるいは蒸着法等の気相急冷法により得る工程と、これらの工程で得られたものを加熱して冷却し、微細な結晶粒を析出させる熱処理工程とによって通常得ることが出来る。

【0014】本発明において、非晶質相を得やすくするためには、非晶質形成能の高いZrを含む必要がある。

4

またZrはその一部を他の4A～6A族元素のうち、Nbと置換することが出来る。

【0015】Bには本発明合金の非晶質形成能を高める効果、および前記熱処理工程において磁気特性に悪影響を及ぼす化合物相の生成を抑制する効果があると考えられ、このためB添加は必須である。前記Zr、Nbは、合金溶湯から急冷した場合に非晶質相を得るために重要な元素であり、この非晶質相から熱処理によりFeの微結晶粒を析出させて15kG以上の高い飽和磁束密度Bsと高い透磁率を両立するために重要である。Zr、またはこれに加えてNbを添加する場合、4原子%以上、8原子%以下の範囲でこれらの元素を添加しないと必要量の非晶質相を得ることができない。また、前述の如くBも非晶質形成能があるので、Zr、Nbとともに非晶質生成に寄与するが、必要以上に添加すると透磁率を低下させるので、添加量を2原子%以上、8原子%未満とする必要がある。

【0016】本発明においては、Cuを1～3原子%含む必要がある。Cuの添加量が1原子%より少ないか、3原子%より多いと前記の熱処理工程により優れた軟磁気特性を得ることが難しい。

【0017】Cuの添加により、軟磁気特性が著しく改善される機構については明らかではないが、結晶化温度を示差熱分析法により測定したところ、Cuを添加した合金の結晶化温度は、添加しない合金に比べてやや低い温度であると認められた。これは前記元素の添加により非晶質相が不均一となり、その結果、非晶質相の安定性が低下したことに起因すると考えられる。また不均一な非晶質相が結晶化する場合、部分的に結晶化しやすい領域が多数でき不均一核生成するため、得られる組織が微細結晶粒組織となると考えられる。また特にFeに対する固溶度が著しく低い元素であるCuの場合、相分離傾向があるため、加熱によりミクロな組成ゆらぎが生じ、非晶質相が不均一となる傾向がより顕著になると考えられ、組織の微細化に寄与するものと考えられる。また、Cuの他に、Feに対する固溶限が小さい元素にも同様の効果が期待できる。

【0018】以上、本発明の高飽和磁束密度Fe系軟磁性合金に含まれる合金元素の限定理由を説明したが、その他、H、N、O、S等の不可避的不純物については所望の特性が劣化しない程度に含有していても良いのは勿論である。

【0019】また、本発明合金における主成分であるFe、Co量のbは、92原子%以下である。これは、後述するようにbが92原子%を超えると高い透磁率が得られないためであるが、飽和磁束密度10kG以上を得るためには、bが75原子%以上必要であり、飽和磁束密度15kG以上を得るためには、他の添加元素の添加範囲を満たした上でできるだけ多く含有させることが必要であり、他の添加元素の量も鑑みると84原子%を超える

5

量を含有させることで後述する実施例で示す如く15kG以上の飽和磁束密度を容易に得ることができる。

【0020】次に本発明の高飽和磁束密度Fe系軟磁性合金の組成限定理由について実施例をもって詳細に説明する。

【0021】

【実施例】

「実施例1」以下の各実施例に示す合金は片ロール液体急冷法により作成した。すなわち、1つの回転している鋼製ロール上におかれたノズルより熔融金属をアルゴン10

ガスの圧力により前記ロール上に噴出させ、急冷して薄帯を得る。以上のように作成した薄帯の幅は約15mmであり、厚さは約20~40μmであった。  
【0022】透磁率は、薄帯を加工し、外径10mm、内径5mmのリング状とし、これを積み重ねたものに巻線し、インダクタンス法により測定した。実効透磁率( $\mu_e$ )の測定条件は10mOe、1KHzとした。保磁力(Hc)は、直流B-Hループトレサにより測定し、飽和磁束密度(Bs)はVSMにて10kOeで測定した磁化より算出した。なお、特に規定しない限り、以下に示す実施例20

では、500~700℃の温度で1時間保持後、水焼入れした後の磁気特性を示す。  
【0023】まず、本発明合金の磁気特性および構造におよぼす熱処理の効果について本発明合金の一つであるFe<sub>86</sub>Zr<sub>7</sub>B<sub>6</sub>Cu<sub>1</sub>合金を例にとって以下に説明する。なお、昇温速度毎分10℃の示差熱分析により求めたFe<sub>86</sub>Zr<sub>7</sub>B<sub>6</sub>Cu<sub>1</sub>合金の結晶化開始温度は503℃であった。

【0024】図1は、Fe<sub>86</sub>Zr<sub>7</sub>B<sub>6</sub>Cu<sub>1</sub>合金の実効透磁率に及ぼす熱処理(各温度で1時間保持後水焼入れ)の30

効果を示す。  
【0025】図1より急冷状態(RQ)(熔融金属を急冷して薄帯にした状態)における本合金の実効透磁率は、Fe基非晶質合金程度の低い値を示すが、500~620℃の熱処理(特に説明しない限り各温度で1時間保持後水焼入れ)により、急冷状態(RQ)の10倍程度の高い値に増加している。ここで、600℃熱処理後の厚さ約20μmの試料について透磁率の周波数依存を調べたところ1KHzで32000、10KHzで25600、更に100KHzで8330と、高い測定周波数に40

6

においても優れた軟磁気特性を示した。また、透磁率に及ぼす冷却速度の影響を調べたところ、600℃で1時間保持後、水焼入れにより急冷した本合金の実効透磁率32000に対し、空冷した場合、その値は18000となり、熱処理後の冷却速度が重要であることが判明した。

【0026】よって本合金の磁気特性は最適な熱処理条件を適当に選ぶことにより調整することができ、また磁場中熱処理などにより磁気特性を改善することもできる。次に、Fe<sub>86</sub>Zr<sub>7</sub>B<sub>6</sub>Cu<sub>1</sub>合金の熱処理前後の構造の変化をX線回折法により調べ、熱処理後の組織を透過電子顕微鏡を用いて観察し、結果をそれぞれ図2と図3に示す。

【0027】図2より、急冷状態(熔融金属を急冷して薄帯にした状態)では非晶質に特有のハローな回折図形が、熱処理(各温度で1時間保持後水焼入れ)後には体心立方晶(bcc)に独特の回折図形がそれぞれ認められ、本合金の構造が熱処理により、非晶質から体心立方晶へと変化したことがわかる。そして図3より、熱処理後の組織が、粒径約100オングストローム程度の微結晶から成ることがわかる。また、Fe<sub>86</sub>Zr<sub>7</sub>B<sub>6</sub>Cu<sub>1</sub>合金について熱処理(各温度で1時間保持後水焼入れ)前後の硬さの変化を調べたところ、ビッカース硬さで急冷状態(熔融金属を急冷して薄帯にした状態)の740DPNから650℃熱処理後には1390DPNと従来材料にない高い値まで増加し、磁気ヘッド用材料に好適であることも判明した。

【0028】以上のごとく本発明合金は、前述の組成を有する非晶質合金を加熱後に冷却する熱処理により結晶化させ、超微細結晶粒を主とする組織を得ることにより、高飽和磁束密度でかつ軟磁気特性に優れ、更に高い硬さと高い熱安定性を有する優れた特性を得ることができる。

【0029】次に、前記合金のZr量およびB量を変化させた場合の実施例を示す。後に記載する表1は焼鈍後あるいは各温度で1時間保持後水焼入れ後の磁気特性を示し、図4は各温度で1時間保持後水焼入れ後の磁気特性を示す。

【0030】

【表1】

No	合金組成 (原子%)	透磁率 $\mu_e$ (kG)	保磁力 $H_c$ (Oe)	飽和磁束密度 $B_s$ (KG)	
1	Fe <sub>85</sub> Zr <sub>4</sub> B <sub>10</sub> Cu <sub>1</sub>	9250	0.150	14.9	比較例
2	Fe <sub>83</sub> Zr <sub>4</sub> B <sub>12</sub> Cu <sub>1</sub>	7800	0.170	14.2	比較例
3	Fe <sub>88</sub> Zr <sub>3</sub> B <sub>8</sub> Cu <sub>1</sub>	15500	0.190	16.7	実施例
4	Fe <sub>88</sub> Zr <sub>3</sub> B <sub>8</sub> Cu <sub>1</sub>	23200	0.032	15.2	実施例
5	Fe <sub>81</sub> Zr <sub>5</sub> B <sub>10</sub> Cu <sub>1</sub>	21100	0.055	14.5	比較例
6	Fe <sub>82</sub> Zr <sub>5</sub> B <sub>12</sub> Cu <sub>1</sub>	12000	0.136	13.9	比較例
7	Fe <sub>89</sub> Zr <sub>6</sub> B <sub>4</sub> Cu <sub>1</sub>	30300	0.008	17.0	実施例
8	Fe <sub>88</sub> Zr <sub>6</sub> B <sub>5</sub> Cu <sub>1</sub>	15200	0.052	16.3	実施例
9	Fe <sub>87</sub> Zr <sub>6</sub> B <sub>6</sub> Cu <sub>1</sub>	18300	0.040	15.7	実施例
10	Fe <sub>86</sub> Zr <sub>6</sub> B <sub>7</sub> Cu <sub>1</sub>	15400	0.042	15.2	実施例
12	Fe <sub>90</sub> Zr <sub>7</sub> B <sub>2</sub> Cu <sub>1</sub>	32200	0.030	16.8	実施例
13	Fe <sub>89</sub> Zr <sub>7</sub> B <sub>3</sub> Cu <sub>1</sub>	32400	0.036	16.2	実施例
14	Fe <sub>88</sub> Zr <sub>7</sub> B <sub>4</sub> Cu <sub>1</sub>	31300	0.102	15.8	実施例
15	Fe <sub>87</sub> Zr <sub>7</sub> B <sub>5</sub> Cu <sub>1</sub>	31000	0.082	15.3	実施例
16	Fe <sub>86</sub> Zr <sub>7</sub> B <sub>6</sub> Cu <sub>1</sub>	32000	0.044	15.0	実施例
18	Fe <sub>88</sub> Zr <sub>7</sub> B <sub>10</sub> Cu <sub>1</sub>	19200	0.038	13.3	比較例
19	Fe <sub>88</sub> Zr <sub>7</sub> B <sub>12</sub> Cu <sub>1</sub>	23800	0.044	12.5	比較例
20	Fe <sub>87</sub> Zr <sub>8</sub> B <sub>4</sub> Cu <sub>1</sub>	13300	0.088	11.8	比較例
21	Fe <sub>87</sub> Zr <sub>8</sub> B <sub>6</sub> Cu <sub>1</sub>	10000	0.20	11.1	比較例
22	Fe <sub>87</sub> Zr <sub>8</sub> B <sub>8</sub> Cu <sub>1</sub>	29800	0.084	15.4	実施例
26	Fe <sub>87</sub> Zr <sub>8</sub> B <sub>4</sub> Cu <sub>1</sub>	12900	0.160	14.3	比較例
27	Fe <sub>87</sub> Zr <sub>8</sub> B <sub>6</sub> Cu <sub>1</sub>	11800	0.108	13.1	比較例
28	Fe <sub>87</sub> Zr <sub>8</sub> B <sub>4</sub> Cu <sub>1</sub>	6240	0.210	12.8	比較例
29	Fe <sub>87</sub> Zr <sub>8</sub> B <sub>6</sub> Cu <sub>1</sub>	5820	0.220	12.0	比較例

【0031】図4より、Zr量が4～10原子%の範囲で高透磁率が得やすいことがわかる。また、Zr量が4原子%以下では10000以上の実効透磁率が得られず、10原子%を超えると透磁率が急激に低下するとともに飽和磁束密度も低下するため好ましくない。そこで、本発明合金におけるZr含有量は、少なくとも4～10原子%の範囲の中から選択される必要があることが判明した。

【0032】同様にB量については、0.5～16原子%の範囲で実効透磁率10000以上の高透磁率が得やすいことがわかり、このためB含有量は、少なくとも0.5～16原子%の範囲から選択される必要があることが判明した。またZr、B量が前記範囲にあっても、Fe量が92原子%を超えると高い透磁率が得られないため、本発明合金におけるFe+Co含有量(b)は92原子%以下とした。

【0033】次に、表1において、No. 3、4、7、8、9、10、12、13、14、15、16、22は、目的とする飽和磁束密度15kG以上を得ることができた実施例である。これらの実施例により、B量は2原子%以上、8原子%以下を満たしていると飽和磁束密度15kG以上を得ることができるとわかる。更に、表1において、Zr量が4～8原子%の範囲であつ \*

\*て、B量が2～8原子%の範囲の中の例であっても、本発明で目的とする飽和磁束密度15kG以上を得ることができない例が見られる。第1に、No. 1、2、5、6、18、19、20、21の試料は、Bを10～16原子%含有させた試料であるが、飽和磁束密度15kG以上を得ることができていない例である。これらの例から、B量の含有範囲は2原子%以上、8原子%未満であることが必要なことがわかる。第2に、No. 26、27、28、29はZr量を9～10原子%含有させた試料であるが、飽和磁束密度15kG以上を得ることができていない例である。これらの例から、Zr量の範囲は4原子%以上、8原子%以下であることが必要なことがわかる。

【0034】「実施例2」次に実施例1に示したFe-Zr-B-Cu合金のZrの一部をNbで置換する場合について説明する。

【0035】実施例としてFe-Zr-B-Cu系合金のZrの一部を1～5原子%のNbで置換した場合の結果を後記する表2に示す。また、図5はNb添加量を3原子%としたFe-Zr-Nb-B-Cu系合金の水焼入後の磁気特性を示したものである。

【0036】

【表2】

No	合金組成 (原子%)	透磁率 $\mu_e(\text{IK})$	保磁力 $H_c(\text{Oe})$	飽和磁束密度 $B_s(\text{KG})$	
38	$\text{Fe}_{88}\text{Zr}_4\text{Nb}_1\text{B}_6\text{Cu}_1$	11300	0.108	16.9	実施例
39	$\text{Fe}_{87}\text{Zr}_4\text{Nb}_2\text{B}_6\text{Cu}_1$	37400	0.042	15.9	実施例
40	$\text{Fe}_{86}\text{Zr}_4\text{Nb}_3\text{B}_6\text{Cu}_1$	35700	0.046	15.3	実施例
42	$\text{Fe}_{84}\text{Zr}_4\text{Nb}_3\text{B}_6\text{Cu}_1$	14600	0.092	13.7	比較例
43	$\text{Fe}_{86}\text{Zr}_2\text{Nb}_3\text{B}_8\text{Cu}_1$	14900	0.108	16.6	実施例
45	$\text{Fe}_{87}\text{Zr}_3\text{Nb}_3\text{B}_6\text{Cu}_1$	33800	0.048	16.0	実施例
51	$\text{Fe}_{84}\text{Zr}_8\text{Nb}_3\text{B}_6\text{Cu}_1$	17300	0.110	13.9	比較例
52	$\text{Fe}_{82}\text{Zr}_6\text{Nb}_3\text{B}_8\text{Cu}_1$	20400	0.045	13.2	比較例
53	$\text{Fe}_{79}\text{Zr}_7\text{Nb}_3\text{B}_8\text{Cu}_1$	10800	0.125	12.4	比較例

【0037】図5において高い透磁率が得やすいZr+ Nbの量は、Fe-Zr-B-Cu系合金におけるZrの場合と同じ4～8原子%であり、この範囲ではFe-Zr-B-Cu系合金と同等の高い実効透磁率が得られている。従って、Fe-Zr-B-Cu合金のZrの一部はNbで置換することが可能である。ただし、表2のNo.53の試料は、Bを本発明範囲外の10原子%以上含有させた試料であるが、目的とする飽和磁束密度15kG以上の値を達成できていない例である。

【0038】また、表2のNo.42、51、52、53の試料は、Zr+Nbの量を本発明範囲外の9原子%以上とした試料であるが、目的とする飽和磁束密度15kG以上の値を達成できていない例である。なお、No.38、47の試料は、本発明組成範囲内の試料であるが、加熱後に焼鈍した試料であり、飽和磁束密度は高いものの、透磁率は低下している。しかしながら、実用上問題ないレベルであり、大きな飽和磁束密度が必要な用途に好適である。

【0039】更に本発明においては、ZrとNbの比率も大きな意味をなしている。すなわち、原子%におけるZr/Nbの値が2/3～4の範囲内である、表2のNo.38 (Zr/Nb=4)、39 (Zr/Nb=2)、40 (Zr/Nb=4/3)、43 (Zr/Nb=2/3) においては、目的とする飽和磁束密度15kG以上の値を達成できている。特に、Zr/Nbの値を1～2としたNo.39 (Zr/Nb=2)、40 (Zr/Nb=4/3)、45 (Zr/Nb=1) の試料では、1kHzにおいて30000以上の透磁率が得られている。従って、15kG以上の飽和磁束密度と30000以上の透磁率を両立させるためには、Zr/Nbの値を1以上、2以下とすることが好ましいことがわかる。以上のことから、ZrとNbを添加した系においても、これらを合計で4原子%以上、8原子%以下、更に、B量を2原子%以上、8原子%未満として冷却速度を高くすることで目的とする飽和磁束密度15kG以上の値を達成できることが明らかである。

【0040】「実施例3」次に本発明合金におけるCu含有量の限定理由について説明する。実施例として図6に、 $\text{Fe}_{87-x}\text{Zr}_4\text{Nb}_3\text{B}_6\text{Cu}_x$ 合金のCu量と透磁率の関

\*係を示し、図7に $\text{Fe}_{88}\text{Cu}_1\text{B}_3\text{Zr}_8$ なる組成の軟磁性合金(表1のNo.22の試料、透磁率29800)の透磁率と冷却速度の関係を示す。

【0041】図6から、Cu=1～3原子%の範囲で実効透磁率の高い優れた軟磁気特性が得やすいことがわかる。また、図7から、100℃/分を超える冷却速度、例えば水焼き入れて冷却することにより始めて本願合金が高い透磁率を示すことが明らかであり、空冷、焼鈍などのように冷却速度が遅い場合は目的の透磁率を得ることができないことも明らかである。

【0042】「実施例4」次に本発明合金におけるCo含有量の限定理由について説明する。実施例として( $\text{Fe}_{1-a}\text{Co}_a$ )<sub>86</sub>Zr<sub>4</sub>Nb<sub>3</sub>B<sub>6</sub>Cu<sub>1</sub>合金のCo量(a)と透磁率の関係を図8に示す。

【0043】図8においてaが0.05以下の範囲においては高い実効透磁率を示すが、0.05を超える範囲では実効透磁率が急激に低下し実用上好ましくない。よって、本発明合金におけるCo含有量(a)は、0.05以下とした。

【0044】

【発明の効果】以上説明したように本発明によれば、飽和磁束密度Bsが15kG以上であって、非晶質相と非晶質相から熱処理により析出させたbcc構造のFeの微細結晶粒を主体としてなり、高い飽和磁束密度と実用上十分な透磁率を兼ね備えたFe系軟磁性合金を提供することができる。しかも本発明の軟磁性合金は、高い機械強度を有し、高い熱安定性も兼ね備えている。以上のことから本発明のFe系軟磁性合金は、磁気記録媒体の高保磁力化に対応することが必要な磁気ヘッド、より一層の小型化が要求されているトランス、チョークコイル用として好適であって、これらの用途に供した場合、これらの性能の向上と小型軽量化をなしえる効果がある。

【図面の簡単な説明】

【図1】 図1は本発明合金の一例の実効透磁率と焼鈍温度の関係を示すグラフである。

【図2】 図2は本発明合金の一例の熱処理前後の構造変化を示すX線回折図形を示すグラフである。

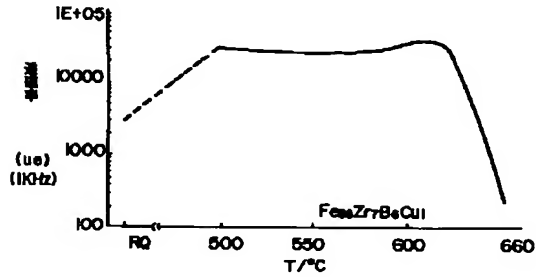
【図3】 図3は本発明合金の一例の熱処理後の組織を示す顕微鏡写真の模式図である。

11

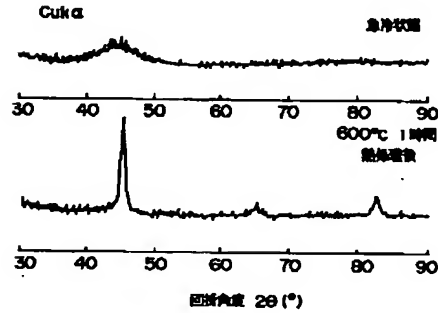
【図4】 図4は本発明合金の一例においてZr量とB量を変化させた場合の磁気特性を示す三角組成図である。

【図5】 図5は本発明合金の一例においてB量とZr量を変化させた場合の磁気特性を示す三角組成図である。

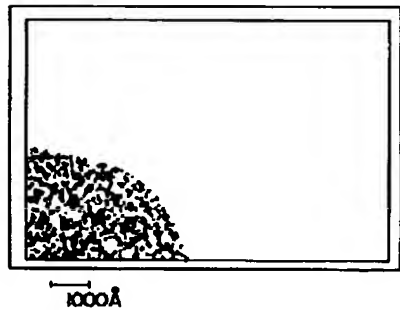
【図1】



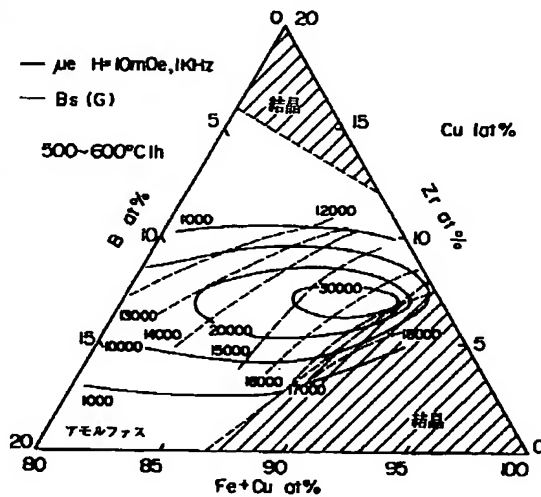
【図2】



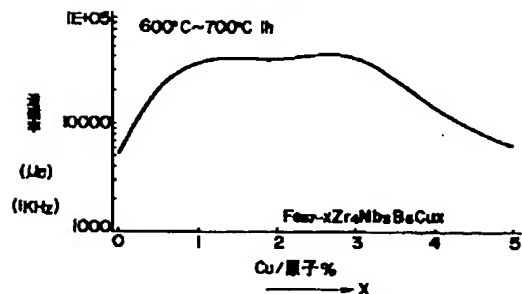
【図3】



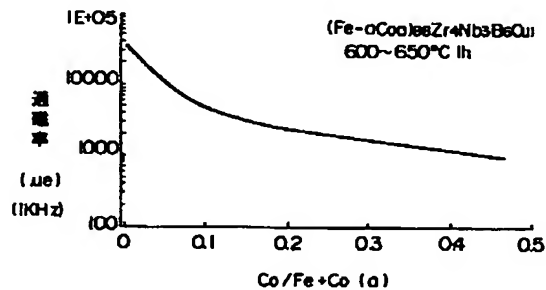
【図4】



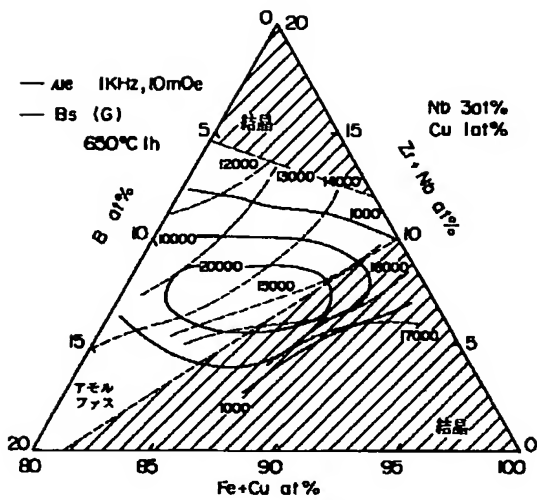
【図6】



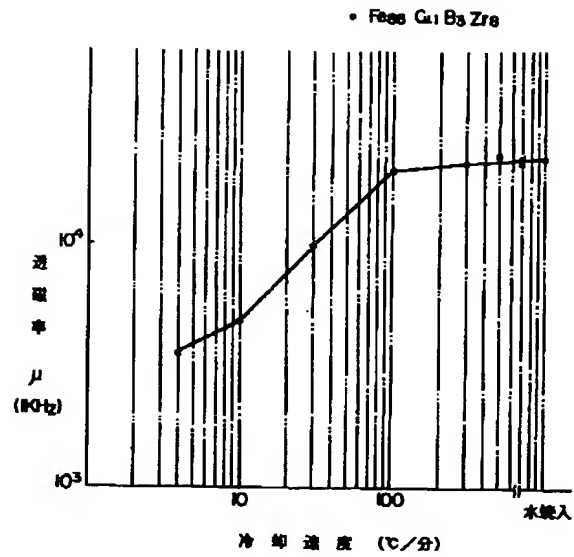
【図8】



【図5】



【図7】



フロントページの続き

(72)発明者 鈴木 清策  
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ  
ス電気株式会社内  
(72)発明者 牧野 彰宏  
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ  
ス電気株式会社内

(72)発明者 増本 健  
宮城県仙台市青葉区上杉3丁目8-22  
(72)発明者 井上 明久  
宮城県仙台市青葉区川内無番地 川内住宅  
11-806  
(72)発明者 湯岡 教行  
宮城県仙台市太白区向山1丁目4番7号